

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 06-287686

(43)Date of publication of application : 11.10.1994

(51)Int.Cl.

C22C 38/00
B32B 15/01
C21D 8/02
C21D 9/46
C22C 38/14
C23C 2/02
C23C 2/06
C23C 2/28

(21)Application number : 05-095121

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 31.03.1993

(72)Inventor : MATSUZU NOBUHIKO
ASANO HIROHIDE
TEFUN MAKOTO

(54) CLAD HOT DIP GALVANIZED STEEL SHEET EXCELLENT IN DENT RESISTANCE AND
FACE STRAIN RESISTANCE, AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PURPOSE: To obtain a hot dip galvanized sheet excellent in dent resistance and face strain resistance by forming it into a double layer structure using steel having a specified compsn. contg. Ti or Nb as a surface layer and steel having a specified compsn. in which components are more regulated compared to those in the same steel as an internal layer and having a transition layer with a specified thickness.

CONSTITUTION: In a steel sheet having a double structure, the steel components in both upper and lower surface layers are constituted of, by mass, 0.05 to 0.2% C, $\leq 1.0\%$ Si, 0.5 to 3% Mn, $\leq 0.08\%$ P, $\leq 0.02\%$ S, $\leq 0.1\%$ Al, $\leq 0.01\%$ N and one or more kinds of 0.02 to 0.1% Ti and 0.01 to 0.1% Nb, and the balance Fe with inevitable impurities. On the other hand, the steel components in the internal layer are constituted of $\leq 0.01\%$ C, $\leq 0.5\%$ Si, $\leq 0.5\%$ Mn, $\leq 0.1\%$ P, $\leq 0.03\%$ S, $\leq 0.1\%$ Al, $\leq 0.01\%$ N and one or more kinds of 0.006 to 0.2% Ti and 0.003 to 0.1% Nb. Furthermore, the transition layer with a thickness 1 to 10% the plate thickness of the steel sheet is formed on the boundary part of both layers.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 06.04.1995

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than abandonment
the examiner's decision of rejection or
application converted registration]

[Date of final disposal for application] 09.09.1997

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision
of rejection]

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-287686

(43)公開日 平成6年(1994)10月11日

(51)Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	FI	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z			
B 3 2 B 15/01	A			
C 2 1 D 8/02	Z	7412-4K		
9/46	J			
C 2 2 C 38/14				

審査請求 未請求 請求項の数 8 FD (全 11 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願平5-95121

(22)出願日 平成5年(1993)3月31日

(71)出願人 000006855

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 松津 伸彦

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内

(72)発明者 浅野 裕秀

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内

(72)発明者 手塚 誠

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内

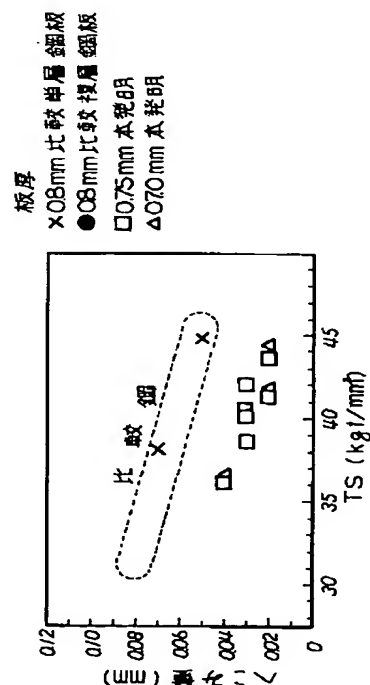
(74)代理人 弁理士 秋沢 政光 (外1名)

(54)【発明の名称】 耐デント性と耐面ひずみ性に優れたクラッド溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法

(57)【要約】

【目的】 本発明は主にプレス加工される自動車部品等に使用される耐デント性と耐ひずみ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法を提供する。

【構成】 Ti、Nbの内1種以上を含有し、その他の成分量を規制した鋼Aと、CO、0.1%以下、Mn0.5%以下更にTi、Nbの内1種以上を含有し、その他の成分量を規制した鋼Bとの2種の鋼が、A、B、Aの順で複層構造をなし、かつ遷移層を有する耐デント性と耐面ひずみ性に優れたクラッド溶融亜鉛めっき鋼板。その製造にあたっては、上記成分の複層鋼片を素材として熱延、冷延後、再結晶温度以上で焼鈍した後溶融亜鉛めっきする。更に合金化処理しても良い。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 2種の成分系A、Bの鋼がA、B、Aの順で複層構造を成している鋼板において、表層に位置する鋼Aの成分が質量割合で

C : 0.05~0.2%

Si : 1.0%以下

Mn : 0.5~3%

P : 0.08%以下

S : 0.02%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

かつ

Ti : 0.02~0.1%

Nb : 0.01~0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、内層に位置する鋼Bの成分が質量割合で

C : 0.01%以下

Si : 0.5%以下

Mn : 0.5%以下

P : 0.1%以下

S : 0.03%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

かつ

Ti : 0.006~0.2%

Nb : 0.003~0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、A層とB層との境界部に鋼板板厚の1~10%の厚さの遷移層を有することを特徴とする耐デント性と耐面ひずみ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項2】 2種の成分系A、Bの鋼がA、B、Aの順で複層構造を成している鋼板において、表層に位置する鋼Aの成分が質量割合で

C : 0.05~0.2%

Si : 1.0%以下

Mn : 0.5~3%

P : 0.08%以下

S : 0.02%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

かつ

Ti : 0.02~0.1%

Nb : 0.01~0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、内層に位置する鋼Bの成分が質量割合で

C : 0.01%以下

Si : 0.5%以下

Mn : 0.5%以下

P : 0.1%以下

S : 0.03%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

B : 0.0001~0.002%

かつ

Ti : 0.006~0.2%

Nb : 0.003~0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、A層とB層との境界部に鋼板板厚の1~10%の厚さの遷移層を有することを特徴とする耐デント性と耐面ひずみ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項3】 請求項1に記載の溶融亜鉛めっき鋼板の亜鉛めっき層を合金化処理した耐デント性と耐面ひずみ性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項4】 請求項2に記載の溶融亜鉛めっき鋼板の亜鉛めっき層を合金化処理した耐デント性と耐面ひずみ性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項5】 2種の成分系A、Bの鋼がA、B、Aの順で複層構造を成している鋼板の製造において、表層に位置する鋼Aの成分が質量割合で

C : 0.05~0.2%

Si : 1.0%以下

Mn : 0.5~3%

P : 0.08%以下

S : 0.02%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

かつ

Ti : 0.02~0.1%

Nb : 0.01~0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、内層に位置する鋼Bの成分が質量割合で

C : 0.01%以下

Si : 0.5%以下

Mn : 0.5%以下

P : 0.1%以下

S : 0.03%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

かつ

Ti : 0.006~0.2%

Nb : 0.003~0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、これらの溶鋼において、まずAの鋼が表側から凝固を開始し、これが凝固を終了する部位において、引き続いてBの鋼が凝固を開始して、結果形成されたA、B両層が成分分析の点から巨視的に分離されており、かつA層とB層との境界部において鑄片厚の1~10%の厚さの遷移層を形成させた鑄片あるいは鋼塊を素材として、熱間圧延するに際し、Ar₃-50℃以上で熱延を終了し、酸洗、冷延後、再結晶温度以上で焼鈍し

た後亜鉛めっきを施すことを特徴とする耐デント性と耐面ひずみ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項6】 2種の成分系A、Bの鋼がA、B、Aの順で複層構造を成している鋼板の製造において、表層に位置する鋼Aの成分が質量割合で

C : 0.05~0.2%

Si : 1.0%以下

Mn : 0.5~3%

P : 0.08%以下

S : 0.02%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

かつ

Ti : 0.02~0.1%

Nb : 0.01~0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、内層に位置する鋼Bの成分が質量割合で

C : 0.01%以下

Si : 0.5%以下

Mn : 0.5%以下

P : 0.1%以下

S : 0.03%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

B : 0.0001~0.002%

かつ

Ti : 0.006~0.2%

Nb : 0.003~0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、これらの溶鋼において、まずAの鋼が表側から凝固を開始し、これが凝固を終了する部位において、引き続いてBの鋼が凝固を開始して、結果形成されたA、B両層が成分分析の点から巨視的に分離されており、かつA層とB層との境界部において鍍片厚の1~10%の厚さの遷移層を形成させた鍍片あるいは鋼塊を素材として、熱間圧延するに際し、 $Ar_3 - 50^\circ\text{C}$ 以上で熱延を終了し、酸洗、冷延後、再結晶温度以上で焼鈍した後亜鉛めっきを施すことを特徴とする耐デント性と耐面ひずみ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項7】 請求項5に記載の方法において、溶融亜鉛めっき後、続いて $540 \sim 600^\circ\text{C}$ で合金化処理を施すことを特徴とする耐デント性と耐面ひずみ性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項8】 請求項6に記載の方法において、溶融亜鉛めっき後、続いて $540 \sim 600^\circ\text{C}$ で合金化処理を施すことを特徴とする耐デント性と耐面ひずみ性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、主としてプレス加工さ

れる自動車部品等を対象とし、 30kgf/mm^2 以上の引張強度を有し、耐デント性と耐面ひずみ性に優れたクラッド溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 近年、自動車の軽量化や安全性向上の観点から、鋼板の高強度化が要求されている。特に自動車外板パネル類では耐デント性が要求されることから、外板パネル用鋼板の高強度化の要請が強い。しかし、高強度化は成形性の低下を伴い、特に外板の高強度化においては降伏強度の上昇による面ひずみの発生という問題が生ずる。このような問題点を克服するため、加工時は比較的低下降伏強度であるが、塗装焼き付け後に降伏強度が上昇する、いわゆるBH鋼板が開発されてきた。例えば、極低碳素鋼にTi、Nb等を添加し、固溶C量を制限したり（特開昭59-38337号、特開昭59-31827号公報）、NとS量を調整し、析出物の生成を制御する方法（特開昭61-26757号、特開昭62-7822号公報）等が知られているが、これらの鋼板では耐面ひずみ性には優れるが、耐デント性は十分ではない。耐デント性を確保すべく高強度BH鋼板が開発されてきたが、成形性が厳しい部材への適用が困難であったり、面ひずみの発生により適用が限られているのが実情である。

【0003】 本発明は表層（両面）を高強度とし、内層を軟質とした、いわゆる鍍込みクラッド鋼板に亜鉛めっきを施すことにより、耐デント性の確保と耐面ひずみ性・加工性確保という課題を解決すると同時、近年特に要求される耐食性も確保するものである。

【0004】 クラッド鋼板にて耐デント性の確保と耐面ひずみ性・加工性確保の両立を試みたものとして特開平3-133630号、特開平4-191330号、特開平4-191331号公報記載の技術があるが、鍍造方法あるいは異種成分境界の制御については検討されていない。クラッド鋼の圧延においては異種成分鋼の境界で割れや剥離が生じる場合がある。又、製造後のユーザーでの加工時にやはり異種成分鋼の境界で割れや剥離が生じる場合がある。鋼板の安定製造と加工性の安定化のためには異種成分鋼の境界の制御が必要である。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は、耐デント性と耐面ひずみ性に優れたクラッド溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法に係わり、更に詳細には、表層の高強度鋼と内層の軟質鋼からなり、遷移層を有する鍍込みクラッド鋼板にて、通常の鋼板では達成困難である耐デント性と耐面ひずみ性・加工性を両立させかつ溶融亜鉛めっきにて耐食性も確保した鋼板とその製造方法の提供にある。

【0006】

【課題を解決するための手段】 本発明はこのような課題

に対して、特定の表層及び内層の成分とし、鑄込みによって所定の遷移層を有するクラッド鍍片もしくはクラッド鋼塊を素材として、熱間及び冷間圧延し、更に溶融亜鉛めっきを施すことで解決しようとするもので、その要旨とするところは、以下の通りである。

【0007】(1) 2種の成分系A、Bの鋼がA、B、Aの順で複層構造を成している鋼板において、表層に位置する鋼Aの成分が質量割合で

C : 0.05~0.2%

Si : 1.0%以下

Mn : 0.5~3%

P : 0.08%以下

S : 0.02%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

かつ

Ti : 0.02~0.1%

Nb : 0.01~0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、内層に位置する鋼Bの成分が質量割合で

C : 0.01%以下

Si : 0.5%以下

Mn : 0.5%以下

P : 0.1%以下

S : 0.03%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

かつ

Ti : 0.006~0.2%

Nb : 0.003~0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、A層とB層との境界部に鋼板板厚の1~10%の厚さの遷移層を有することを特徴とする耐デント性と耐面ひずみ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板。

【0008】(2) 2種の成分系A、Bの鋼がA、B、Aの順で複層構造を成している鋼板において、表層に位置する鋼Aの成分が質量割合で

C : 0.05~0.2%

Si : 1.0%以下

Mn : 0.5~3%

P : 0.08%以下

S : 0.02%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

かつ

Ti : 0.02~0.1%

Nb : 0.01~0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、内層に位置する鋼Bの成分が質量割合で

C : 0.01%以下

Si : 0.5%以下

Mn : 0.5%以下

P : 0.1%以下

S : 0.03%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

B : 0.0001~0.002%

かつ

Ti : 0.006~0.2%

Nb : 0.003~0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、A層とB層との境界部に鋼板板厚の1~10%の厚さの遷移層を有することを特徴とする耐デント性と耐面ひずみ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板。

【0009】(3) 上記(1)項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板の亜鉛めっき層を合金化処理した耐デント性と耐面ひずみ性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【0010】(4) 上記(2)項に記載の溶融亜鉛めっき鋼板の亜鉛めっき層を合金化処理した耐デント性と耐面ひずみ性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【0011】(5) 2種の成分系A、Bの鋼がA、B、Aの順で複層構造を成している鋼板の製造において、表層に位置する鋼Aの成分が質量割合で

C : 0.05~0.2%

Si : 1.0%以下

Mn : 0.5~3%

P : 0.08%以下

S : 0.02%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

かつ

Ti : 0.02~0.1%

Nb : 0.01~0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、内層に位置する鋼Bの成分が質量割合で

C : 0.01%以下

Si : 0.5%以下

Mn : 0.5%以下

P : 0.1%以下

S : 0.03%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

かつ

Ti : 0.006~0.2%

Nb : 0.003~0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、これらの溶鋼において、まずAの鋼が表側から凝固を開始し、これが凝固を終了する部位において、引き続いてBの鋼が凝固を開始して、結果形成されたA、B両層が成分分析の点から巨視的に分離されてお

り、かつA層とB層との境界部において鑄片厚の1～10%の厚さの遷移層を形成させた鑄片あるいは鋼塊を素材として、熱間圧延するに際し、 $A_{r3} - 50^{\circ}\text{C}$ 以上で熱延を終了し、酸洗、冷延後、再結晶温度以上で焼鈍した後亜鉛めっきを施すことを特徴とする耐デント性と耐面ひずみ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0012】(6)2種の成分系A、Bの鋼がA、B、Aの順で複層構造を成している鋼板の製造において、表層に位置する鋼Aの成分が質量割合で

C : 0.05～0.2%

Si : 1.0%以下

Mn : 0.5～3%

P : 0.08%以下

S : 0.02%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

かつ

Ti : 0.02～0.1%

Nb : 0.01～0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、内層に位置する鋼Bの成分が質量割合で

C : 0.01%以下

Si : 0.5%以下

Mn : 0.5%以下

P : 0.1%以下

S : 0.03%以下

Al : 0.1%以下

N : 0.01%以下

B : 0.0001～0.002%

かつ

Ti : 0.006～0.2%

Nb : 0.003～0.1%

のうち1種以上を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、これらの溶鋼において、まずAの鋼が表側から凝固を開始し、これが凝固を終了する部位において、引き続いてBの鋼が凝固を開始して、結果形成されたA、B両層が成分分析の点から巨視的に分離されており、かつA層とB層との境界部において鑄片厚の1～10%の厚さの遷移層を形成させた鑄片あるいは鋼塊を素材として、熱間圧延するに際し、 $A_{r3} - 50^{\circ}\text{C}$ 以上で熱延を終了し、酸洗、冷延後、再結晶温度以上で焼鈍した後亜鉛めっきを施すことを特徴とする耐デント性と耐面ひずみ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0013】(7)上記(5)項に記載の方法において、溶融亜鉛めっき後、続いて540～600℃で合金化処理を施すことを特徴とする耐デント性と耐面ひずみ性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0014】(8)上記(6)項に記載の方法において、溶融亜鉛めっき後、続いて540～600℃で合金化処理を施すことを特徴とする耐デント性と耐面ひずみ

性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0015】

【作用】耐デント性には表面の強度が強く影響することから、表層部は高度強化する。一方、内層まで高強度化するとプレス時に面ひずみが生じやすくなり、又、加工性も劣化するため、内層は軟質にする必要がある。こうすることによって耐デント性と耐面ひずみ性・加工性を両立させることが可能となる。

【0016】次に本発明の各構成要件の限定理由について詳述する。

【0017】まず、表層に位置するA鋼の化学成分の限定理由について詳述する。

【0018】C : Cは強化元素の一つであり、本発明では特にTiCないしNb(C、N)の析出強化を強化手段の一つとして用いる。このため、Cの下限は0.05%とする。一方、0.2%をこえるとスポット溶接性が劣化するため、上限は0.2%とする。

【0019】Si : Siは強化元素であるので、表層部の強度確保のために添加してもよいが、過大な添加は加工性・溶接性及びめっき密着性の劣化を招くため上限を1.0%とする。望ましい上限は0.8%である。下限値は特に規定するところではなく、0.005%まで下げても構わない。

【0020】Mn : Siと同じくMnは強化元素であり、強度確保の意味合いから下限を0.5%とする。上限は加工性・溶接性の観点から3%とする。

【0021】P : Pは強化元素であるので、表層部の強度確保のために添加してもよいが、めっきの合金化を阻害すると共に溶接性を阻害するので、上限を0.08%とする。下限値は特に規定するところではなく、0.001%程度まで下げても構わない。

【0022】S : Sは加工性・溶接性を劣化させ、熱間割れを助長するため低いほど良く、上限を0.02%とする。

【0023】Al : Alは、脱酸剤として用いる。Alが多すぎるとアルミナ系介在物が増加し、鋼の加工性を劣化させるので上限を0.1%とした。本鋼では脱酸剤としてTiやSiを利用しても本発明の主旨には反しないので、Alの下限値は特に規定する必要はない。望ましい範囲としては0.002～0.1%である。

【0024】N : Nは加工性の観点から0.01%以下とする。

【0025】本発明では、表層の強度確保のために析出強化元素を添加する。このために0.02～0.1%のTiないし0.01～0.1%のNbのうち1種以上を添加する。下限値未満では析出強化が不十分である。Tiが0.1%を超えると亜鉛めっきの合金化が困難になる。又、Nbの0.1%を超える添加は強化に無効である。

【0026】尚、Ca、REM、Cr、Vの添加は本発

明の必須条件ではないが、Ca、REMは介在物の球状化、即ち加工性への介在物の悪影響の低減に寄与し、Cr、Vは高強度化に寄与するので、選択的に添加することは本発明の主旨に反しない。しかし、これらの元素の過剰な添加は材質の劣化を招くため、これらの元素の合計添加量の上限は0.5%とする。

【0027】次に内層に位置するB鋼の化学成分の限定理由について詳述する。加工性と耐面ひずみ性を確保するため、内層は基本的に軟質とする必要がある。

【0028】C、N：C、Nは強化元素であると共に、侵入型固溶元素でr値向上に寄与する集合組織の形成を阻害する。従って、極力低減させる必要がある。そのため、0.01%を上限とする。

【0029】Si：Siも強化元素であり、加工性を劣化させるので上限を0.5%とする。下限は特に規定する必要はなく、0.005%程度まで低くても良い。

【0030】Mn：C、Siと同様に加工性を劣化させるので上限を0.5%とする。尚、Mnの極端な低減は熱間割れを助長するとともに経済的でないため、Mnは0.05%以上とすることが望ましい。

【0031】P：強化元素であるとともに、中心偏析を助長し、溶接性を低下させる作用があるため上限を0.1%とする。望ましくは0.06%以下とする。下限値は特に規定するところではなく、0.001%程度まで下げても構わない。

【0032】S：A系介在物を増加させ、加工性を劣化させる。又、熱間割れを助長するので、上限を0.03%とする。望ましくは0.02%以下とする。

【0033】Al：Alは、脱酸剤として用いる。Alが多すぎるとアルミナ系介在物が増加し、鋼の加工性を劣化させるので上限を0.1%とした。本鋼では脱酸剤としてSiやTiを利用して本発明の主旨には反ないので、Alの下限値は特に規定する必要はない。望ましい範囲としては0.001~0.1%である。

【0034】更に本鋼ではTi0.006~0.2%、Nb0.003~0.1%のうち1種以上を含有させる必要がある。

【0035】Ti、NbはN、Cを固定し、固溶C、Nの悪影響を防止する。下限未満ではこれらの効果がなく、上限を超える添加は不純物としての悪影響が大きくなり、加工性が劣化する。望ましくは、数1式とする。

【0036】

【数1】 $C(\%) / 12 + N(\%) / 14 \leq Ti(\%) / 48 + Nb(\%) / 93 + Al(\%) / 27$

【0037】B：2次加工性の向上のためにBを0.0001~0.002%添加しても良い。下限未満ではその効果はなく、上限を超えると再結晶温度を上昇させ、加工性が劣化する。

【0038】本鋼はこのように表層A鋼と内層B鋼を持

つ鋼片あるいは鋼塊を素材に熱延・冷延されるが、圧延時にA、B鋼の境界において剥離や割れが発生せず、均一に塑性変形することが必要である。そのためには、鋼片あるいは鋼塊を鍛造する際、遷移層を有することが必要である。遷移層とはA層とB層の境界部に形成される層であって、A層とB層の鋼成分が混合している領域をいう。鍛造時に形成された遷移層は圧延・焼鈍後も保持される。0.75mm厚の製品の遷移層付近における成分変化を図1に例示する。遷移層では図1のように成分が連続的に変化し、組織もこの成分変化に準じて変化する。

【0039】この遷移層は、鍛込み法にて、まずAの鋼が表側から凝固を開始し、これが凝固を終了する部位において、引き続いてBの鋼が凝固を開始することにより得られる。然して、遷移層を挟んだA、B層は大きく混ざりあうことなく連続して凝固し、成分分析の点から巨視的に分離されていることが必要である。当然ではあるが、異なる組成の溶鋼が大きく混ざりあうと目的とする材質が得られなくなる。

【0040】尚、このようなA鋼-B鋼-A鋼の構造をもった鋼板を得る方法としては、圧延において接合する方法、あるいは一旦凝固したB鋼の鋼片あるいは鋼板の外側に溶融したA鋼を凝固させる方法などが知られているが、これらの方法によって製造された素材においては内層と外層が組織的に不連続である。又、鍛込み法と異なり、これらの方法ではA層とB層との境界面が必ず酸化雰囲気中にさらされることから、この境界にはマクロ的、あるいはミクロ的な欠陥が存在することもあり、圧延等で強い加工を加えた場合には境界の一部に応力集中を生じて圧延が不安定となり、剥離や割れを生じやすくなる。

【0041】遷移層の厚さは鍛造厚み又は鋼板板厚の1~10%が望ましい。尚、遷移層は内層(B層)の両側に形成されるが、ここでいう遷移層厚みは片側あたりの厚みとする。

【0042】遷移層は圧延作業の安定化のため必要であるが、製品の加工性の安定性確保のためにも必要である。一般に薄鋼板はシャー剪断あるいはポンチとダイスによる打ち抜きを経て加工されるが、遷移層が薄すぎると鋼板の剪断面に板厚を分割するようなセパレーション状の割れ、あるいはその起点となるミクロクラックが発生する。この割れあるいはミクロクラックは剪断時の変形が表層部と内層部で異なるために生ずるものである。これらの欠陥はそれだけでは問題にならなくてもその後の加工における割れやネッキングの原因となる。

【0043】図2はポンチとダイスにて20φの初期穴を打ち抜いた後穴広げを行った場合の不良率(セパレーション状割れない穴広げ率40%以内でのネッキング発生率)と遷移層厚みの関係を示したものである。ここで素材の表層部は引張強度55~60kgf/mm²相

当で、内層は引張強度は $29 \sim 33 \text{ kgf/mm}^2$ 相当であり、表層部厚みは片側当り板厚の $10 \sim 15\%$ である。

【0044】遷移層の厚さが鋼板板厚の 1% 未満では不良率が急増する。一方、遷移層が 1% 以上あれば遷移層が変形の干渉層となって打ち抜き時のセパレーションの発生がなくなるため、加工不良を防ぐことができる。従って、遷移層の厚さは鋼板板厚の 1% 以上とする。一方、遷移層の厚さが増加すると、実質的に内層部の厚み比率が低下するので、加工性の確保が困難となる。このため遷移層の厚み比率は 10% 以下とする。

【0045】また、クラッド率としては、内層／表層の厚み比を $2 \sim 10$ に制御することが好ましい。ここでの表層厚みは表裏を合わせた部分をいい、遷移層部分は除くものとする。内層／表層の厚み比 2 未満では内層の割合が少なく、全体としての加工性が不足すると共に表層部の影響により面ひずみが生じやすくなる。一方、 10 を越えると表層部が薄すぎて耐デント性の確保が困難となる。

【0046】こうして製造された鋳片あるいは鋼塊は、必要があれば分塊圧延し、その後熱延される。表層部の強度確保のためには、 Ti や Nb (C 、 N) の熱間圧延中の析出を極力防止することが望まれる。従って、熱延に際し、加熱炉に挿入して再加熱した後に熱延する場合、再加熱温度は 1180°C 以上が望ましい。又、加熱炉に挿入することなく直接熱間圧延する場合は 1050°C 以上で圧延を開始することが望ましい。

【0047】熱延での仕上げ圧延終了温度は $\text{Ar}_3 - 50^\circ\text{C}$ 以上とする必要がある。この温度未満になると成品の加工性が劣化する。仕上げ圧延終了後の冷却及び巻取りは通常の方法で良い。巻取温度は、析出強化の効果を充分発揮させるために $550 \sim 700^\circ\text{C}$ が好ましい。

【0048】本鋼は熱延の後、酸洗され、冷延される。冷延圧下率は内層部の加工性確保のために $60 \sim 90\%$ が望ましい。

【0049】次に連続式溶融亜鉛めっきラインにて焼鈍とめっき処理を行う。焼鈍段階では再結晶と粒成長を通して加工性を確保する。このため、焼鈍温度は再結晶温度以上が必要である。一方、あまり高い温度では表層部の析出物が粗大化し軟化する。望ましい焼鈍温度は $750 \sim 920^\circ\text{C}$ である。焼鈍後冷却し $440 \sim 480^\circ\text{C}$ の亜鉛浴に浸漬し、溶融亜鉛めっきを施す。浸漬前の冷却速度は $1 \sim 200^\circ\text{C/s}$ が望ましい。更にめっき部を合金化する場合、その後直ちに亜鉛浴からストリップを引き上げて $540 \sim 600^\circ\text{C}$ まで加熱し、 Zn めっき層を Fe-Zn 合金相とする。 540°C 未満では合金化が十分でなく、 600°C を超えると合金相が硬くて脆い「相」が増加し、成形加工時にめっきが剥離し、いわゆるパウダリング性が劣化する。

【0050】

【実施例】表層及び内層を表1 (A~H) に示す化学成分に調整して、特開昭63-108947号公報に開示された方法、即ち2本ノズルにて2種の溶鋼を注入し、かつ鋳片の厚みを横切る方向へ磁束を付与する方法にて連続鋳造で溶製した。いずれのスラブも表層と内層が成分分析の点から巨視的に分離されており、かつそれぞれの層の境界において、鋳造厚みの $3 \sim 9\%$ の厚みの遷移層を形成しており、この遷移層厚みは焼鈍後も変化していないことを確認した。A~Fは本発明の成分である。Gは表層の C 、 Mn 、 Ti が低い。Hは表層の Si が高い。尚、I、Jは通常の連続鋳造法にて製造した比較用単層スラブである。

【0051】

【表1】

場合	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	N	その他	Ar ₂ (°C)	備考
A	表面	0.143	0.02	2.4 ⁵	0.009	0.002	0.045	0.082	0.0055		892	本発明
	内層	0.0020	0.01	0.2 ⁵	0.006	0.004	0.050	0.065	0.0029	B:0.0001		
B	表面	0.100	0.35	0.9 ⁹	0.010	0.005	0.059	0.094	0.0067	REM:0.012	893	本発明
	内層	0.0055	0.01	0.1 ⁹	0.005	0.008	0.015	0.125	0.0042			
C	表面	0.067	0.65	2.0 ⁰	0.008	0.008	0.068	—	0.0055	Ca:0.0025	895	本発明
	内層	0.0028	0.25	0.3 ⁴	0.007	0.010	0.045	0.055	0.0015	B:0.0010		
D	表面	0.083	0.02	1.5 ⁵	0.058	0.002	0.019	0.050	0.0032		902	本発明
	内層	0.0010	0.01	0.0 ⁹	0.008	0.003	0.050	0.019	0.0018			
E	表面	0.120	0.38	1.2 ⁰	0.011	0.003	0.045	0.069	0.0041	Cr:0.15 REM:0.01	904	本発明
	内層	0.0011	0.02	0.1 ¹	0.011	0.009	0.042	0.056	0.0020	B:0.0003		
F	表面	0.095	0.25	1.7 ⁵	0.005	0.005	0.009	0.075	0.0055	V:0.04 Ca:0.0025	912	本発明
	内層	0.0018	0.01	0.0 ³	0.026	0.002	0.055	—	0.0032	B:0.0006		
G	表面	0.025	0.30	0.4 ²	0.009	0.002	0.060	0.015	0.0024		893	比較
	内層	0.0020	0.01	0.2 ²	0.008	0.002	0.040	0.042	0.0018			
H	表面	0.055	1.30	0.8 ¹	0.012	0.005	0.045	0.045	0.0045		896	比較
	内層	0.0019	0.01	0.2 ¹	0.008	0.001	0.035	0.055	0.0025			
I	単層	0.051	0.01	0.3 ⁶	0.086	0.010	0.046	—	0.0051		895	38級 単層比較材
J	単層	0.070	0.02	0.3 ⁸	0.127	0.008	0.057	—	0.0043		903	40級 単層比較材

注1) Ar₂は表層と内層のうち高温の方を明示

【0052】これらのスラブを熱延後、酸洗ラインにて脱スケール処理を施した後に圧下率80～85%で冷延し、その後焼鈍とめっき処理を連続的に行った。尚、合金化処理は550～580°Cで行った。熱延・めっき条件を表2及び表3に示す。めっき処理後スキンバスを伸び率0.8～1.3%で行い、鋼板の特性を調査した。表2及び表3にはめっき鋼板の引張特性・耐デント性・耐面ひずみ性・めっき特性を併記した。

【0053】引張試験は、JIS Z2201に準じた5号試験片を用いた。平均r値は圧延方向に対して、0°、45°、90°の各方向のr値の面内平均(= (0°方向r値+90°方向r値+45°方向r値×2)/4)で表した。

【0054】耐デント性の測定方法は、鋼板に対して直径100mmの円筒平底張出し成形を行い、平底面に2.5%の予ひずみを与えた後、半径25mmの鋼製圧子を20kgfの負荷で押しつけて塑性変形(へこみ)を与え、へこみ量をスパン40mmにて3点法で測定する方法とした。

【0055】耐面ひずみ性は、600×600mmの鋼板をしわ押さえ力60tonにてかまぼこ型(エンボス付)に成形し、エンボス周辺のプロファイルを測定して評価した。

【0056】めっき特性としてはめっき密着性(パウダリング性)とめっき外観を調査した。表2及び表3ではパウダリング性とめっき外観の両特性とも合格のものを

「良好」とし、いずれかが不合格の場合は「不良」とした。尚、パウダリング性は、絞り比2で円筒深絞り成形を施した場合のめっき剥離量が40%以下を合格とした。めっき外観は目視にてめっきや合金化不足がある場合を不適合とした。合金化処理材でめっき特性良好なものは鉄含有量が8~12%であった。

【0057】表2及び表3において、No. 1~10は本発明法にしたがって製造した鋼板であり、比較材に比べ加工性(伸び・r値)・耐デント性・耐面ひずみ性・めっき特性が優れている。又、単層板ではYP21kgf/mm²でも面ひずみが発生しているが、本発明鋼ではYPが21kgf/mm²以上であっても面ひずみが発生しておらず、内層を軟質化することにより、耐面ひずみ性が向上することが分る。

【0058】図3は横軸を引張強度として、表2及び表3の本発明鋼の耐デント性を通常の単層板(No. 14、15)及びその他の比較材と比べたものである。板厚が厚いほど強度が高いほどへこみ量は少なくなるが、本発明鋼は同一強度の単層板と比較して板厚が薄くてもへこみ量が少ない。このことは本発明により耐デント性の観点から板厚を低減できることを意味する。

【0059】その他の鋼板について説明する。No. 11は熱延仕上温度が低すぎるためにr値が本発明鋼より劣る。No. 12は表層の強度が低いために耐デント性が劣る。No. 13は表層のSiが高すぎるためにめっき特性(パウダリング性)が劣る。

【0060】

【表2】

処理 No	鋼 符 合	クランプ率	板 厚 (mm)	熱 延 条 件			焼 鈍 条 件		めっき処理	
				加熱温度 (℃)	仕上温度 (℃)	巻取温度 (℃)	焼鈍温度 (℃)	冷却温度 (℃/s)	合金化 処 理	目付量 (g/m ²)
1	A	4.0	0.75	1250	912	680	820	5	あり	45
2	A	4.0	0.75	1290	880	590	840	5	なし	30
3	A	2.5	0.70	1290	895	660	870	10	あり	45
4	B	4.0	0.75	1300	925	600	845	15	あり	45
5	B	5.0	0.75	1265	910	620	840	10	あり	45
6	C	4.0	0.75	1200	890	575	868	5	あり	40
7	C	2.0	0.75	1240	910	610	850	10	あり	45
8	D	4.0	0.70	1225	905	600	855	5	あり	45
9	E	4.0	0.70	1250	895	585	800	5	あり	45
10	F	5.0	0.75	1285	910	595	845	5	あり	45
11	F	5.0	0.75	1265	835	605	855	5	あり	45
12	G	4.0	0.80	1260	925	610	850	5	あり	45
13	H	4.0	0.75	1270	915	620	840	5	あり	45
14	I	—	0.80	1230	910	540	750	5	あり	30
15	J	—	0.80	1255	915	550	750	5	あり	30

【0061】

【表3】

処理 No.	鋼 符 合	引張試験値				耐デント性 (mm)	耐面ひずみ性	めっき特性	備 考
		Y P	T S	E l	平均				
		(kgf/mm ²)		(%)	r 値				
1	A	25.3	42.1	37.0	1.50	0.03	良 好	良 好	本発明
2	A	26.3	43.8	36.5	1.45	0.02	良 好	良 好	本発明
3	A	27.1	44.6	36.0	1.42	0.02	良 好	良 好	本発明
4	B	27.0	41.3	36.2	1.46	0.02	良 好	良 好	本発明
5	B	24.3	40.2	38.7	1.66	0.03	良 好	良 好	本発明
6	C	22.1	36.1	38.3	1.69	0.04	良 好	良 好	本発明
7	C	24.3	38.7	37.5	1.55	0.03	良 好	良 好	本発明
8	D	22.3	36.6	39.1	1.59	0.04	良 好	良 好	本発明
9	E	27.3	41.7	37.0	1.46	0.02	良 好	良 好	本発明
10	F	26.6	40.9	37.7	1.55	0.03	良 好	良 好	本発明
11	F	23.4	37.7	36.6	1.16	0.05	良 好	良 好	比較
12	G	19.9	31.3	44.2	1.69	0.08	良 好	良 好	比較
13	H	26.1	41.0	36.9	1.47	0.03	良 好	不 良	比較 (単層)
14	I	21.2	38.1	38.0	1.46	0.07	不 良	不 良	比較 (単層)
15	J	27.7	44.9	32.5	1.20	0.05	不 良	不 良	比較 (単層)

【0062】上記表2及び表3において、下記の通りである。

注1) クラッド率(比) = 内層厚み/表裏層厚み。

注2) I、J鋼は耐デント性・耐面ひずみ性比較のための従来単層鋼(箱焼鈍後上記めっき処理を行った)。

【0063】

【発明の効果】本発明により、自動車部品等でますます要求の高まっている高強度化・耐デント性と耐面ひずみ性及び耐食性の両立が可能となる。このことは鋼板板厚の低減による燃費軽減(天然燃料の浪費防止)や、衝突

強度の向上による安全性の向上等につながり、社会的な意義も大きい。

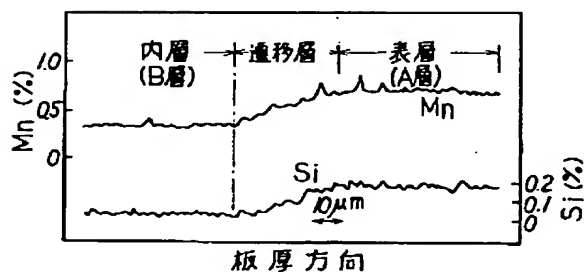
【図面の簡単な説明】

【図1】表層・遷移層・内層部の板厚方向の成分変化の例を示すグラフである。

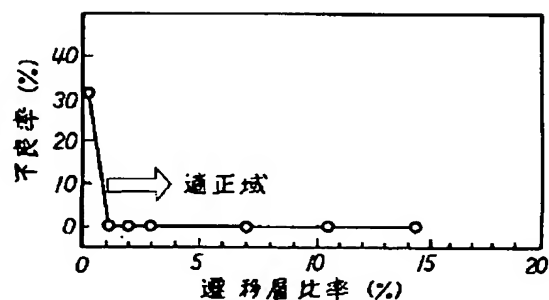
【図2】遷移層の比率と加工不良率との関係を示すグラフである。

【図3】耐デント性(へこみ量)と引張強度を示すグラフである。

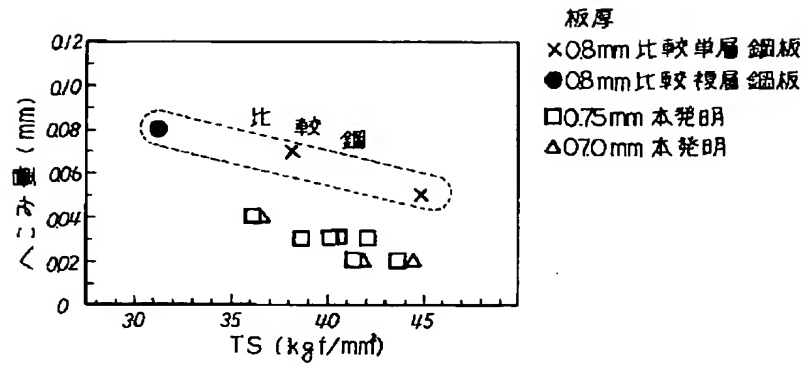
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.5

C 2 3 C 2/02

2/06

2/28

識別記号

庁内整理番号

F I

技術表示箇所